

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

Generate Collection

Print

L3: Entry 16 of 82

File: JPAB

Nov 28, 2000

PUB-NO: JP02000328195A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2000328195 A /

TITLE: TOOL STEEL EXCELLENT IN SHORT TIME HARDENABILITY

PUBN-DATE: November 28, 2000

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

OZAKI, KOZO

INT-CL (IPC): C22 C 38/00; C22 C 38/24

ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce tool steel capable of realizing the hardness of ≥ 64 HRC after tempering even in hardening in a short time of ≤ 20 sec applied with high-frequency induction heating.

SOLUTION: In this tool steel excellent in short time hardenability is composed of, by weight, 0.5 to 1.2% C, 0.05 to 1.0% Si, 0.10 to 1.00% Mn, 3.50 to 7.00% Cr, 4.00 to 10.00% Mo, 5.00 to 20.00% W and 0.80 to 2.00% V, and the balance Fe with inevitable impurities, V/W equivalent is controlled to < 0.1 , the quantity of carbides after annealing is 10 to 25%, and also, the occupancy ratio of carbides of $\leq 1.0 \mu\text{m}$ grain size among the above carbides is $\geq 60\%$.

COPYRIGHT: (C)2000, JPO

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-328195

(P2000-328195A)

(43) 公開日 平成12年11月28日 (2000.11.28)

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	キーワード (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 2	C 2 2 C 38/00	3 0 2 E
38/24		38/24	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 5 頁)

(21) 出願番号 特願平11-140520

(22) 出願日 平成11年5月20日 (1999.5.20)

(71) 出願人 000003713

大同特殊鋼株式会社

愛知県名古屋市中区錦一丁目11番18号

(72) 発明者 尾崎 公造

愛知県東海市加木屋町南鹿持18

(74) 代理人 100090022

弁理士 長門 侃二

(54) 【発明の名称】 短時間焼入れ性に優れた工具鋼

(57) 【要約】

【課題】 例えば高周波誘導加熱を適用した20秒以下という短時間の焼入れ時においても、焼戻し後にHRC 64以上の硬度を実現することができる工具鋼の提供を目的とする。

【解決手段】 C: 0.5~1.2重量%, Si: 0.05~1.0重量%, Mn: 0.10~1.00重量%, Cr: 3.50~7.00重量%, Mo: 4.00~10.00重量%, W: 5.00~20.00重量%, V: 0.80~2.00重量%, 残部はFeと不可避免の不純物から成り、V/W当量が0.1未満に規制され、焼鈍し後における炭化物の量が10~25重量%であり、かつ前記炭化物のうち粒度1.0μm以下の炭化物の占有割合が60%以上である短時間焼入れ性に優れた工具鋼。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C: 0.5~1.2重量%, Si: 0.05~1.0重量%, Mn: 0.10~1.00重量%, Cr: 3.50~7.00重量%, Mo: 4.00~10.00重量%, W: 5.00~20.00重量%, V: 0.80~2.00重量%, 残部はFeと不可避免の不純物から成り、V/W当量が0.1未満に規制され、焼鈍し後における炭化物の量が10~25重量%であり、かつ前記炭化物のうち粒度1.0μm以下の炭化物の占有割合が60%以上であることを特徴とする、短時間焼入れ性に優れた工具鋼。

【請求項2】 前記炭化物が、MC系炭化物、M₆C系炭化物、M₇C₃系炭化物または/oおよびM₂₃C₆系炭化物から成り、かつ、前記M₇C₃系炭化物または/oおよびM₂₃C₆系炭化物の占有割合が30%以上である、請求項1の短時間焼入れ性に優れた工具鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は短時間焼入れ性に優れた工具鋼に関し、更に詳しくは、例えば大型形状の部品材料における表面の局所的な焼入れ硬化を行う場合に、当該局部表面を従来の高速度工具鋼の場合に比べて短時間で、かつ同等の硬度に焼入れすることができる短時間焼入れ性に優れた工具鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】SKH51に代表される高速度工具鋼は各種の切削工具、パンチ、ロール、ギヤなどの材料として多用されている。そして、これらの部材に対しては、その表面硬度を高めて使用時における耐摩耗性を確保するために焼入れが行われる。その場合、高速度工具鋼の焼入れ時における熱処理に際しては、従来から雰囲気炉が使用されてきたが、昨今では、真空炉やソルト（塩浴）炉などが使用されるようになってきている。

【0003】このうち、真空炉は雰囲気炉に比べて短時間加熱が可能で、また加圧冷却によって焼入れ時の冷却速度を確保できるという利点を備えているが、他方では炉内の真空系を確保するためには、大型の設備装置と多大な運転費用が必用となるという問題がある。そして、炉が大型化すればするほど上記した問題は顕著となって経済的な負担は増大するので、大型炉の保持は困難である。

【0004】また、ソルト炉の場合、焼入れは通常油焼入れで行われるため、ソルト炉近辺におけるソルトの気化、焼入れ油の蒸発などが発生してその作業環境が劣悪になるという問題がある。ところで、上記した炉に限らず、一般に、炉を用いた焼入れの場合は、焼入れ対象品を炉内に収容して全体として熱処理を行うことが必要である。そのため、次のような問題が不可避免的に生じてくる。

【0005】まず、焼入れ可能な部材の大きさは、使用

する炉の大きさで制限されることである。したがって、大型ロールや大型ギヤのように大型形状の部材の焼入れには大型炉が必要となるが、真空炉の場合で説明したように、そのような大型炉の保持は工業的には困難である。また、焼入れ対象品には、表面全体の硬化を必ずしも必要とせず、使用表面部分のみを硬化させればよいものもある。そのような対象品の場合、炉を使用する焼入れでは全面硬化となるため、いわば無駄な部分の硬化も行われていることになる。

【0006】炉を使用した焼入れにおける上記した問題を解消するためには、通電加熱や高周波加熱による熱処理を採用することが適切であると考えられる。これらの加熱方式の場合、用いる加熱装置は炉を用いた装置に比べて小型化し、また作業環境を劣悪にすることもなく、なによりも焼入れ対象品の形状の大小とは無関係に焼入れを必要とする箇所を、炉を使用した熱処理の場合に比べると極めて短時間で部分加熱することができるからである。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記加熱方式で高速度工具鋼を加熱して焼入れを行った場合、焼入れ時の処理時間が短時間であっても、焼戻し後においては適正な硬度、例えば対象品がSKH51の場合にはHRC64以上の硬度が確保されることが必要になる。

【0008】本発明は、炉を用いた焼入れの場合は勿論のこと、通電加熱や高周波加熱のような加熱方式で短時間の焼入れを行った場合であっても、従来の炉を用いた焼入れ時の場合と同等の表面硬度の確保が可能である、短時間焼入れ性に優れた工具鋼の提供を目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】上記した目的を達成するために、本発明においては、C: 0.5~1.2重量%, Si: 0.05~1.0重量%, Mn: 0.10~1.00重量%, Cr: 3.50~7.00重量%, Mo: 4.00~10.00重量%, W: 5.00~20.00重量%, V: 0.80~2.00重量%, 残部はFeと不可避免の不純物から成り、V/W当量が0.1未満に規制され、焼鈍し後における炭化物の量が10~25重量%であり、かつ前記炭化物のうち粒度1.0μm以下の炭化物の占有割合が60%以上であることを特徴とする、短時間焼入れ性に優れた工具鋼が提供され、とくに、前記炭化物が、MC系炭化物、M₆C系炭化物、M₇C₃系炭化物または/oおよびM₂₃C₆系炭化物から成り、かつ、前記M₇C₃系炭化物または/oおよびM₂₃C₆系炭化物の占有割合が30%以上である、短時間焼入れ性に優れた工具鋼が提供される。

【0010】

【発明の実施の形態】本発明の工具鋼は、上記各成分から成る鋼種を溶製し、そのインゴットに熱間加工を施し

たのち焼鈍し、そして、更に焼入れ、焼戻しを順次行って実使用に供される。本発明の工具鋼は以下に述べる知見と考察に基づいて設計されたものである。

【0011】まず、上記成分のうちCr, W, Mo, Vはいずれも炭化物形成元素であり、上記した一連の処理工程において、焼鈍し後の鋼の基地には、VCに代表されるMC系炭化物と、(Mo, W)₆Cに代表されるM₆C系炭化物と、Cr₇C₃および／またはCr₂₃C₆のようなCr系炭化物に代表されるM₇C₃系炭化物または／およびM₂₃C₆系炭化物とが晶出している。

【0012】そして、これら炭化物は焼入れの工程で基地に固溶し、更に焼戻しの工程で微細な炭化物となって析出し、そのことによって、工具鋼の硬度と耐摩耗性を高めることになる。そこで、本発明者は、焼入れ時における上記炭化物の基地への固溶状態を調べたところ、次のような知見を得た。

【0013】(1)まず、M₇C₃系炭化物またはM₂₃C₆系炭化物、M₆C系炭化物、VC系炭化物の順序で基地への固溶速度が大きいことである。すなわち、Cr系炭化物は短時間のうちに基地に固溶し、(Mo, W)₆C

がそれに続き、VCが最も遅いということである。
(2)また、炭化物の粒度が小さくなればなるほど、当該炭化物の基地への固溶速度は大きくなることである。具体的には、粒度が1μm以下であると、焼入れ温度にもよるが、20秒以下の焼入れ時間で当該炭化物は基地に固溶するという事実である。

【0014】本発明者は、上記した知見を踏まえることにより、次のような設計思想に基づけば短時間の焼入れで高い硬度を実現する鋼種の製造が可能であると推考した。

(3)まず、焼鈍し後の基地内に晶出している炭化物の量を適正な値とすることにより、焼入れ時にはこれら炭化物を確実に固溶させるようにする。その場合、粒度が小さい炭化物の占有割合を大きくすることにより、必要とする炭化物の固溶量は確保される。そして、この炭化物の粒度調整と炭化物の晶出量は、V/W当量(2Mo+W)で規制することができる。

【0015】(4)また、Cr系炭化物の基地への固溶速度が最も大きいことからして、晶出している全ての炭化物のうち上記Cr系炭化物の占有割合を適正な値にすることにより、短時間の焼入れであっても、これらCr系炭化物の適正な固溶状態が得られるので、焼戻し後には例えばHRC64以上の硬度を確保することも可能となる。

【0016】本発明者は、上記した(3)、(4)の考察に基づいて種々の研究を重ねることにより、前記した成分組成および焼戻し後における炭化物の存在形態を有する本発明の工具鋼を開発したのである。ここで、本発明の工具鋼における成分組成について説明する。Cは、鋼の焼入れ性を高めて焼入れ時におけるマルテンサイト

の硬度を高めるとともに、Cr, W, Mo, Vなどの炭化物形成元素との間で各種の炭化物を形成して結晶粒を微細化することにより、工具鋼としての耐摩耗性の向上に寄与し、同時に、鋼に焼戻し軟化抵抗を付与する成分である。そして、その含有量が0.5重量%より少なくなると本発明の工具鋼で目的とするHRC64以上の硬度が得にくくなり、また1.2重量%を超えると、過剰な炭化物の晶出を招いて靱性低下を引き起こすので、その含有量は0.5～1.2重量%にする。

10 【0017】Siは脱酸剤として機能し、その含有量は0.05重量%以上であることが必要であるが、あまり多く含有されていると、安定でかつ粗大なM₆C系炭化物が凝固組織として生成するようになり、炭化物の微細化が阻害されるようになるので、その上限は1.0重量%とする。Mnは脱酸剤として機能すると同時に、鋼の焼入れ性の向上に資する成分である。その含有量が0.10重量%より少ない場合は、上記した焼入れ性の向上効果は不十分であり、また1.00重量%より多くすると、焼鈍し時における硬度が著しく高くなって被削性が劣化するので、含有量は0.10～1.00重量%にする。

【0018】Crは、Cr系炭化物(M₇C₃系炭化物、M₂₃C₆系炭化物)を形成する成分であり、焼鈍し時にはCr系炭化物として基地内に晶出することにより耐摩耗性を向上させ、また焼入れ時にはこのCr系炭化物が短時間で基地内に固溶して焼入れ性を高め、焼戻し時に微細な炭化物として析出して硬度の向上に寄与する。含有量が3.50重量%より少ない場合は、充分なCr系炭化物が形成されないので短時間の焼入れ性に難が生じ、また7.00重量%より多い場合は、Cr系炭化物の形成量が多くなりすぎて、逆に焼戻し後における充分な硬度向上は実現しなくなるので、その含有量は3.50～7.00重量%にする。

【0019】MoとWは、いずれも、(Mo, W)₆C系炭化物(M₆C系炭化物)を形成する成分であり、焼鈍し時にはM₆C系炭化物として基地内に晶出することにより耐摩耗性を向上させるとともに、焼入れ性を高め、また高温焼戻し時の硬度向上に資する。なお、MoとWは同じような挙動を示す成分であるが、その場合、Wの1モル量が発揮する効果は、Moの2モル量が発揮する効果と同等であるので、2Mo+WをもってW当量という。このような効果を発揮するM₆C系炭化物の形成にとって、Moの含有量は4.00重量%以上、またWの含有量は5.00重量%以上であることが必要である。しかし、あまり多く含有させると、粗大なM₆C系炭化物が晶出して焼鈍し時における炭化物が全体として粗大化するため、焼入れ時における短時間の基地への固溶が進まず、焼戻し時の硬度確保に難が生ずる。そのため、Moの場合にはその上限を10.00重量%、Wの場合にはその上限を20.00重量%にする。

【0020】Vは、高硬度のVC(MC系炭化物)を形成する成分であり、耐摩耗性の向上、高温加熱時のオーステナイト粒度の粗大化の防止、結晶粒を微細化して靱性の向上に資する。この効果を得るためには、Vの含有量は0.80重量%以上であることが必要であるが、あまり多く含有させると晶出するMC系炭化物は粗大化して靱性低下を招き、また高温加熱時のオーステナイト粒度の微細化効果も減少するので、その上限は2.00重量%、好ましくは1.50重量%にする。

【0021】成分組成としては上記した組成を必須とするが、本発明の工具鋼においては、鋼の溶製時に原材料などから不可避免的範囲で混入してくるP、S、Cu、Ni、Alなどが含有されていても不都合はない。本発明の工具鋼は、焼鈍し後の基地に晶出している炭化物の量が10~25重量%であり、かつ、その炭化物のうち、粒度が1.0 μ m以下の炭化物の占有割合が60%以上になっていることを特徴とする。

【0022】この炭化物の晶出量が10重量%より少ない場合は、焼入れと焼戻しを行ったのちであっても、例えばHRC64以上の充分に高い硬度を実現することができず、また耐摩耗性も低下して、工具鋼としての十分な特性が得られなくなる。また、25重量%より多い場合は、焼入れ時にその炭化物が基地に固溶するために必要な時間は長くなり、短時間の焼入れという目的課題を達成できないだけでなく、靱性低下が引き起こされるようになる。

【0023】炭化物の晶出量が全体で上記範囲に規制されていたとしても、その炭化物が粗大である場合は、やはり焼入れ時の基地への固溶には長時間を必要とする。したがって、本発明の工具鋼においては、20秒以下の焼入れ時間で基地へ固溶する粒度の炭化物、すなわち粒度1.0 μ m以下の炭化物の全炭化物に対する占有割合を60%以上にする。この占有割合が60%より少ない場合、逆にいえば粒度が1.0 μ mより大きい炭化物の占有割合が40%より多い場合には、焼入れ時の固溶時間が長くなって短時間の焼入れという目的課題の達成に難が生ずる。

【0024】この焼鈍し後における炭化物の晶出量の規制と粒度の規制は、V/W当量の値を調整して可能となる。すなわち、V/W当量の値を0.1未満となるように、V、W、Moの各含有量を調整することにより、粗大なMC系炭化物の晶出を抑制して粒度1.0 μ m以下

の晶出炭化物を増量せしめることで晶出する炭化物の量も上記した範囲内におさめることができる。

【0025】したがって、V、W、Moの含有量は、前記した成分組成で説明した範囲内に設定されるが、同時に、V、W、Moの相互の間ではV/W当量の値が0.1未満となるような量に設定されることが必要である。なお、焼鈍し後に基地内に晶出している炭化物は、MC系炭化物、M₆C系炭化物、M₇C₃系炭化物または/およびM₂₃C₆系炭化物(Cr系炭化物)で構成されているが、これらのうち、Cr系炭化物の占有割合が30%以上になっていることが好ましい。

【0026】このCr系炭化物の占有割合を30%以上にすることにより、短時間の焼入れであっても、基地への固溶速度が最も大きいこのCr系炭化物は充分に基地に固溶し、焼戻し後に析出することにより、鋼の硬度を目標値のHRC64以上の知に確保することができるからである。

【0027】

【実施例】表1で示した成分組成の鋼種を溶製したのち冷却してインゴットにした。各インゴットを温度950~1130℃で熱間鍛造して直径10mmの棒材にしたのち、温度870度で3時間の焼鈍しを行い、更に、温度600℃まで15℃/hrの降温速度で冷却した。

【0028】各棒材における炭化物量・分布は、電解抽出後、その粒度分布調査と抽出炭化物のX線回折結果より、炭化物種類と、炭化物強度比により量比を求めた。その結果を表1~2に示した。ついで、各棒材から直径8mm、長さ12mmの試料を加工し、各試料を高周波誘導加熱装置にセットし、加熱温度50℃/secで加熱したのち、温度1200℃で1~200秒保持し、更にN₂ガスで急冷する焼入れを行い、続いて、温度500~600℃で1時間保持したのち空冷する焼戻しを2回行った。得られた各試料につき、ロックウェル硬さ試験のCスケールで硬度(HRC)を測定した。

【0029】この一連の焼入れ-焼戻し工程において、焼入れ時間を変化させて硬度を測定した。そしてHRC値が64を超えるに必要な焼入れ時間を測定した。この時間が短いほど、短時間焼入れ性に優れた鋼種であることを示す。以上の結果を一括して表1~2に示した。

【0030】

【表1】

	組 成 (重量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Fe	2Mo+W	V/W 当量
実施例1	0.63	0.05	0.93	0.001	0.008	0.09	0.02	4.13	5.20	5.98	0.85	bal	16.38	0.052
実施例2	0.95	0.22	0.29	0.003	0.002	0.11	0.03	4.22	7.02	8.11	1.72	bal	22.15	0.078
実施例3	0.82	0.85	0.43	0.008	0.004	0.03	0.11	5.53	5.22	5.98	0.73	bal	16.42	0.044
実施例4	1.05	0.22	0.32	0.006	0.004	0.04	0.12	5.31	4.01	8.98	1.25	bal	17.00	0.074
実施例5	0.76	0.29	0.30	0.004	0.005	0.02	0.05	5.40	6.12	2.02	1.21	bal	14.26	0.084
比較例1	0.85	0.35	0.32	0.002	0.005	0.05	0.08	4.15	5.12	8.11	1.75	bal	16.35	0.107
比較例2	1.18	0.26	0.21	0.008	0.002	0.02	0.15	4.02	5.50	6.01	2.95	bal	17.01	0.173
比較例3	1.03	0.38	0.25	0.012	0.008	0.07	0.03	4.25	9.03	1.59	1.98	bal	19.65	0.101
比較例4	0.71	0.33	0.35	0.002	0.005	0.01	0.12	5.33	4.51	1.02	1.21	bal	10.04	0.121
比較例5	0.85	0.35	0.32	0.002	0.005	0.05	0.06	4.67	5.12	6.11	1.75	bal	16.35	0.107
比較例6	1.18	0.43	0.12	0.005	0.001	0.01	0.10	6.88	4.95	6.09	1.93	bal	15.99	0.121

【0031】

* * 【表2】

	炭 化 物						HRC64以上になるまでの焼入れ時間(秒)
	炭化物の種類と量(重量%)				粒度1.0μm以下の占有割合(%)	M ₂₃ C ₆ 系とM ₇ C ₃ 系との占有割合(%)	
	MC系	M ₆ C系	M ₂₃ C ₆ 系とM ₇ C ₃ 系	全体			
実施例1	1.3	11	8	20.3	70	39	8
実施例2	2.5	14	5	21.5	63	23	13
実施例3	1.2	12	7.5	20.7	75	36	10
実施例4	1.5	10	3	14.5	63	21	18
実施例5	2	13	1.5	16.5	65	0.9	20
比較例1	3	12	5	20	55	25	30
比較例2	2.5	12.5	3.5	18.5	35	19	100
比較例3	3.5	15	3	21.5	50	14	25
比較例4	2	10	1.5	13.5	40	11	200以上
比較例5	2	12	7	21	59	33	20
比較例6	1.5	12	8	21.5	53	37	18

【0032】表1～2から明らかなように、成分組成においてV/W当量を0.1未満(実施例1～5)に調整すると、焼鈍し後に晶出した炭化物のうち粒度1.0μm以下の炭化物の占有割合は60%以上になり、そして、焼戻し後にHRC64以上の硬度にするための焼入れ時間は20秒以下となり、短時間焼入れ性に優れた工具鋼になっている。

※【0033】

【発明の効果】以上の説明で明らかなように、本発明の工具鋼は20秒以下という短時間の高周波焼入れによっても焼戻し後における硬度をHRC64以上に確保することができる。したがって、例えばロールやギヤなど使用表面のみを部分的に硬化すれば充分に実使用に供することができる部材の材料として有用である。

*NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] C: 0.5 - 1.2 % of the weight, Si: The remainder consists of Fe and an unescapable impurity 0.05 - 1.0 % of the weight, Mn:0.10-1.00 % of the weight, Cr:3.50-7.00 % of the weight, Mo:4.00-10.00 % of the weight, W:5.00 - 20.00 % of the weight, and V:0.80 to 2.00% of the weight. Tool steel excellent in the short-time hardenability which the V/W equivalent is regulated by less than 0.1, anneals, and is characterized by for the amount of next carbide being 10 - 25 % of the weight, and the occupancy percentage of carbide with a grain size of 1.0 micrometers or less being 60% or more among said carbide.

[Claim 2] Tool steel which said carbide consisted of MC system carbide, M6C system carbide, M7C3 system carbide, or/and M23C6 system carbide, and was excellent in the short-time hardenability of claim 1 whose occupancy percentage of said M7C3 system carbide or/and M23C6 system carbide is 30% or more.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] When this invention performs local hardening of the front face in the components ingredient of a large-scale configuration in more detail about the tool steel excellent in short-time hardenability, it relates to the tool steel excellent in the short-time hardenability which is a short time and can harden the local front face concerned at an equivalent degree of hardness compared with the case of conventional high speed tool steel.

[0002]

[Description of the Prior Art] The rapid tool steel represented by SKH51 is used abundantly as ingredients, such as various kinds of cutting tools, punch, a roll, and a gear. And hardening is performed, in order to raise the surface hardness and to secure the abrasion resistance at the time of use to these members. In that case, although the ambient atmosphere furnace has been used from the former on the occasion of heat treatment at the time of hardening of high speed tool steel, in these days, a vacuum furnace, a salt (salt bath) furnace, etc. are used.

[0003] Among these, although it has the advantage that short-time heating is possible for a vacuum furnace compared with an ambient atmosphere furnace, and the cooling rate at the time of hardening can be secured by pressurization cooling, in order to secure the vacuum system in a furnace on the other hand, there is a problem that large-sized facility equipment and a great operating cost become **. And since it becomes remarkable [the problem described above the more the more the furnace was enlarged] and an economical burden increases, maintenance of a large-sized furnace is difficult.

[0004] Moreover, since hardening is usually performed by oil-quenching in the case of a salt furnace, there is a problem that evaporation of the salt in the salt furnace neighborhood, evaporation of quenching oil, etc. occur, and the work environment becomes inferior. By the way, in hardening which generally used the furnace in addition to the above-mentioned furnace, it is required to hold the elegance for hardening in a furnace and to heat-treat as a whole. Therefore, the following problems arise unescapable.

[0005] First, the magnitude of the member which can be hardened is restricted in the magnitude of the furnace to be used. Therefore, although a large-sized furnace is needed for hardening of the member of a large-scale configuration like a large-sized roll or a large-sized gear, as explained in the case of a vacuum furnace, maintenance of such a large-sized furnace is industrially difficult. Moreover, hardening of the whole front face is not necessarily needed for the elegance for hardening, but there are some which should just stiffen only a use surface part in it. Since it becomes complete hardening by hardening which uses a furnace in the case of such an object article, so to speak, hardening of a useless part will also be performed.

[0006] In order to solve the above-mentioned problem in hardening which used the furnace, it is thought appropriate to adopt heat treatment by energization heating or high-frequency heating. It is because partial heating of the part which needs hardening regardless of [anything] the size of the configuration of the elegance for hardening can be extremely carried out in a short time compared with the case of

heat treatment which used the furnace, without miniaturizing the heating apparatus to be used compared with the equipment which used the furnace in the case of these heating methods, and making work environment inferior.

[0007]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, when it hardens by heating high speed tool steel by the above-mentioned heating method, even if the processing time at the time of hardening is a short time, if it is after annealing, when a proper degree of hardness, for example, an object article, is SKH51, it is necessary to secure a 64 or more-HRC degree of hardness.

[0008] Even if this invention is the case where a short time is hardened by heating method like energization heating or high-frequency heating not to mention the case of hardening which used the furnace, it aims at offer of the tool steel excellent in the short-time hardenability which can secure surface hardness equivalent to the case at the time of hardening using the conventional furnace.

[0009]

[Means for Solving the Problem] In order to attain the above-mentioned purpose, it sets to this invention. C: 0.5 - 1.2 % of the weight, Si: The remainder consists of Fe and an unescapable impurity 0.05 - 1.0 % of the weight, Mn: 0.10-1.00 % of the weight, Cr: 3.50-7.00 % of the weight, Mo: 4.00-10.00 % of the weight, W: 5.00 - 20.00 % of the weight, and V: 0.80 to 2.00% of the weight. The V/W equivalent is regulated by less than 0.1, and anneals, and the amount of next carbide is 10 - 25 % of the weight. And it is characterized by the occupancy percentage of carbide with a grain size of 1.0 micrometers or less being 60% or more among said carbide. The tool steel excellent in short-time hardenability is offered. Especially said carbide The tool steel which consisted of MC system carbide, M6C system carbide, M7C3 system carbide, or/and M23C6 system carbide, and was excellent in the short-time hardenability whose occupancy percentage of said M7C3 system carbide or/and M23C6 system carbide is 30% or more is offered.

[0010]

[Embodiment of the Invention] The tool steel of this invention ingots the steel type which consists of each above-mentioned component, after it performs hot working to the ingot, it anneals it, and it is performing hardening and annealing one by one further, and real use is presented with it. The tool steel of this invention is designed based on the knowledge and consideration which are described below.

[0011] It anneals in a series of down stream processing which the inside Cr, W, Mo, and V of the above-mentioned component is all a carbide formation element, and was described above. First, in the base of next steel MC system carbide represented by VC, the M6C system carbide represented by 6(Mo, W) C, and the M7C3 system carbide or/and M23C6 system carbide which are represented by Cr system carbide like Cr7C3 and/or Cr23C6 have crystallized.

[0012] And these carbide dissolves on a base at the process of hardening, turns into detailed carbide at the process of annealing further, and will deposit, and that will raise the degree of hardness of tool steel, and abrasion resistance. Then, when this invention person investigated the dissolution condition to the base of the above-mentioned carbide at the time of hardening, he acquired the following knowledge.

[0013] (1) It is that the dissolution rate to a base is large in order of M7C3 system carbide or M23C6 system carbide, M6C system carbide, and VC system carbide first. That is, Cr system carbide dissolves on a base, following it, I hear that 6(Mo, W) C has latest VC, and it is in the inside of a short time.

(2) Moreover, the more the grain size of carbide becomes small, the more the dissolution rate to the base of the carbide concerned is becoming large. Although it is specifically based also on hardening temperature that grain size is 1 micrometer or less, the carbide concerned is the fact of dissolving on a base, in the hardening time amount for 20 or less seconds.

[0014] By being based on the above-mentioned knowledge, when this invention person was based on the following design concepts, he estimated that manufacture of the steel type which realizes a high degree of hardness with short-time hardening was possible.

(3) Make it make these carbide dissolve certainly at the time of hardening by making into a proper value the amount of the carbide which was annealed and has been first crystallized in a next base. In that case, the amount of dissolution of the carbide to need is secured by enlarging the occupancy rate of carbide

with a small grain size. And the amount of crystallization of grain refining of this carbide and carbide is controllable with the V/W equivalent ($2\text{ Mo} + \text{W}$).

[0015] (4) Moreover, since the proper dissolution condition of these Cr(s) system carbide is acquired even if it is short-time hardening by making the occupancy rate of the above-mentioned Cr system carbide into a proper value among all the carbide crystallized considering the dissolution rate to the base of Cr system carbide being the largest, after annealing, it also becomes possible to secure a 64 or more-HRC degree of hardness.

[0016] this invention person developed the tool steel of this invention which has a carbide's after above mentioned component presentation and annealing existence gestalt by repeating various researches based on the above-mentioned consideration of (3) and (4). Here, the component presentation in the tool steel of this invention is explained. C is a component which contributes to the wear-resistant improvement as tool steel, and gives resistance to temper softening at coincidence to steel by forming various kinds of carbide between carbide formation elements, such as Cr, W, Mo, and V, and making crystal grain detailed while it raises the hardenability of steel and raises the degree of hardness of the martensite at the time of hardening. And if it is hard coming to obtain a 64 or more HRC(s) [which will be made into the purpose with the tool steel of this invention if the content becomes less than 0.5 % of the weight] degree of hardness and exceeds 1.2 % of the weight, since crystallization of superfluous carbide will be caused and a toughness fall will be caused, the content is ****ed to 0.5 - 1.2% of the weight.

[0017] Although Si functions as a deoxidizer and the content needs to be 0.05 % of the weight or more, if contained not much mostly, since stable and big and rough M6C system carbide will come to generate as solidification structure and detailed-ization of carbide will come to be checked, the upper limit is made into 1.0 % of the weight. Mn is a component which ** to improvement in the hardenability of steel at the same time it functions as a deoxidizer. If the improvement effectiveness of the above-mentioned hardenability makes it inadequate more mostly than 1.00 % of the weight when there are few the contents than 0.10 % of the weight, since it will anneal, the degree of hardness at the time will become remarkably high and machinability will deteriorate, a content is ****ed to 0.10 - 1.00% of the weight.

[0018] Cr is a component which forms Cr system carbide (M7C3 system carbide, M23C6 system carbide), by annealing and sometimes crystallizing in a base as Cr system carbide, it raises abrasion resistance, and at the time of hardening, this Cr system carbide dissolves in a base for a short time, and it raises hardenability, deposits as detailed carbide at the time of annealing, and contributes to improvement in a degree of hardness. Since difficulty arises in short-time hardenability since sufficient Cr system carbide is not formed, and the amount of formation of Cr system carbide increases too much when [than 7.00 % of the weight] more and it stops realizing sufficient improvement in a degree of hardness after annealing conversely when there are few contents than 3.50 % of the weight, the content is ****ed to 3.50 - 7.00% of the weight.

[0019] Each of Mo and W is components which form 6(Mo, W) C system carbide (M6C system carbide), while raising abrasion resistance by annealing and sometimes crystallizing in a base as M6C system carbide, raises and carries out artificial tempering of the hardenability, and ** it to the improvement in a degree of hardness at the time. In addition, although Mo and W are components which show the same behavior, since the effectiveness which 1 molar quantity of W demonstrates in that case is equivalent to the effectiveness which 2 molar quantity of Mo demonstrates, it says with $2\text{ Mo} + \text{W}$ that it is W Eq. For formation of the M6C system carbide which demonstrates such effectiveness, the content of Mo requires that 4.00 % of the weight or more and the content of W should be 5.00 % of the weight or more. However, if it is made to contain not much mostly, in order that big and rough M6C system carbide may crystallize, it may anneal and the carbide at the time may make it big and rough as a whole, the dissolution to the base of a short time at the time of hardening does not progress, but difficulty arises in the degree-of-hardness reservation at the time of annealing. Therefore, in the case of Mo, in W, the upper limit is carried out for the upper limit to 20.00% of the weight 10.00% of the weight.

[0020] V is a component which forms VC (MC system carbide) of a high degree of hardness, makes

detailed wear-resistant improvement, prevention of big-and-rough-izing of the austenite grain size at the time of heating at high temperature, and crystal grain, and ** them to improvement in toughness. In order to acquire this effectiveness, the content of V needs to be 0.80 % of the weight or more, but since MC system carbide which will be crystallized if it is made to contain not much mostly is made big and rough, and causes a toughness fall and the detailed-ized effectiveness of the austenite grain size at the time of heating at high temperature also decreases, that upper limit is preferably carried out to 1.50% of the weight 2.00% of the weight.

[0021] Although the presentation described above as a component presentation is made indispensable, even if P, S, Cu, nickel, aluminum, etc. which are mixed in the unescapable range from a raw material etc. at the time of the ingot of steel contain, there is no un-arranging in the tool steel of this invention. The amount of the carbide which annealed the tool steel of this invention and has been crystallized on the next base is 10 - 25 % of the weight, and grain size is characterized by the occupancy rate of carbide 1.0 micrometers or less being 60% or more among the carbide.

[0022] When there are few amounts of crystallization of this carbide than 10 % of the weight, after performing hardening and annealing, even if it is, a 64 or more-HRC degree of hardness high enough cannot be realized, for example, and abrasion resistance also falls, and sufficient property as tool steel is no longer acquired. Moreover, when [than 25 % of the weight] more, it not only cannot attain a purpose technical problem called short-time hardening, but time amount required since the carbide dissolves on a base at the time of hardening becomes long, and a toughness fall comes to be caused.

[0023] Though the amount of crystallization of carbide was regulated by the above-mentioned range on the whole, when the carbide is big and rough, long duration is too needed for dissolution to the base at the time of hardening. Therefore, in the tool steel of this invention, the occupancy rate to the carbide of the grain size which dissolves to a base by the hardening time amount for 20 or less seconds, i.e., all the carbide of carbide with a grain size of 1.0 micrometers or less, is made 60% or more. When there are few these occupancy rates than 60%, if it says conversely, when there are more occupancy rates of carbide with a larger grain size than 1.0 micrometers than 40%, the dissolution time amount at the time of hardening will become long, and difficulty will arise in achievement of a purpose technical problem called short-time hardening.

[0024] Regulation of the amount of this crystallization of next carbide [anneal and] and regulation of grain size adjust the value of the V/W equivalent, and become possible. Namely, it can store within limits which also described above the amount of the carbide crystallized by controlling crystallization of big and rough MC system carbide, and making the quantity of crystallization carbide with a grain size of 1.0 micrometers or less increase by adjusting each content of V, W, and Mo so that it may become less than 0.1 about the value of the V/W equivalent.

[0025] Therefore, although the content of V, W, and Mo is set up within limits explained with the above mentioned component presentation, it needs to be set as an amount from which the value of the V/W equivalent becomes less than 0.1 to coincidence between V, W, and both Mo. In addition, although the carbide which was annealed and has been behind crystallized in a base consists of MC system carbide, M6C system carbide, M7C3 system carbide, or/and M23C6 system carbide (Cr system carbide), it is [among these] desirable [carbide] that the occupancy rate of Cr system carbide is 30% or more.

[0026] Even if it is short-time hardening by making the occupancy rate of this Cr system carbide 30% or more, it is because the degree of hardness of steel is securable for 64 or more HRC(s) [of desired value] ** by this Cr system carbide with the largest dissolution rate to a base fully dissolving on a base, and depositing after annealing.

[0027]

[Example] It cooled, after ingoting the steel type of the component presentation shown in Table 1, and it was made the ingot. After carrying out hot forging of each ingot at the temperature of 950-1130 degrees C and making it a bar with a diameter of 10mm, ***** of 3 hours was performed at 870 temperature, and it cooled at the temperature fall rate of 15 degrees C/hr to the temperature of 600 degrees C further.

[0028] The amount of carbide and distribution in each bar asked for the quantitative ratio by the carbide class and the carbide intensity ratio after electrolytic extraction from the X diffraction result of the

particle-size-distribution investigation and extract carbide. The result was shown in Tables 1-2.

Subsequently, after having processed the sample with a diameter [of 8mm], and a die length of 12mm from each bar, setting each sample in high-frequency-induction-heating equipment and heating by 50 degrees C/sec whenever [stoving temperature], annealing which held for 1 to 200 seconds at the temperature of 1200 degrees C, and performed hardening which quenches by N₂ gas further, then was held at the temperature of 500-600 degrees C for 1 hour and which carries out after air cooling was performed twice. The degree of hardness (HRC) was measured by the C scale weighting of the trial by the Rockwell hardness about each obtained sample.

[0029] In this hardening-tempering process of a series of, hardening time amount was changed and the degree of hardness was measured. And hardening time amount required for a HRC value to exceed 64 was measured. It is shown that it is the steel type excellent in short-time hardenability, so that this time amount is short. The above result was collectively shown in Tables 1-2.

[0030]

[Table 1]

	組 成 (重 量 %)													
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Fe	2Mo+W	V/W 当量
実施例 1	0.63	0.05	0.93	0.001	0.008	0.09	0.02	4.13	5.20	5.98	0.85	bal	16.38	0.052
実施例 2	0.95	0.22	0.29	0.003	0.002	0.11	0.03	4.22	7.02	8.11	1.72	bal	22.15	0.078
実施例 3	0.82	0.85	0.43	0.008	0.004	0.03	0.11	5.53	5.22	5.98	0.73	bal	16.42	0.044
実施例 4	1.05	0.22	0.32	0.006	0.004	0.04	0.12	5.31	4.01	8.98	1.25	bal	17.00	0.074
実施例 5	0.76	0.29	0.30	0.004	0.005	0.02	0.05	5.40	6.12	2.02	1.21	bal	14.26	0.084
比較例 1	0.85	0.35	0.32	0.002	0.005	0.05	0.06	4.15	5.12	6.11	1.75	bal	16.35	0.107
比較例 2	1.18	0.26	0.21	0.008	0.002	0.02	0.15	4.02	5.50	6.01	2.95	bal	17.01	0.173
比較例 3	1.03	0.38	0.25	0.012	0.008	0.07	0.03	4.25	9.03	1.59	1.98	bal	19.65	0.101
比較例 4	0.71	0.33	0.35	0.002	0.005	0.01	0.12	5.33	4.51	1.02	1.21	bal	10.04	0.121
比較例 5	0.85	0.35	0.32	0.002	0.005	0.05	0.06	4.67	5.12	6.11	1.75	bal	16.35	0.107
比較例 6	1.18	0.43	0.12	0.005	0.001	0.01	0.10	6.88	4.95	6.09	1.93	bal	15.99	0.121

[0031]

[Table 2]

	炭 化 物						HRC 64 以上になるまでの焼入れ時間 (秒)
	炭化物の種類と量 (重量%)				粒度1.0μm以下の占有割合 (%)	M ₂₃ C ₆ 系とM ₇ C ₃ 系との占有割合 (%)	
	MC系	M ₆ C系	M ₂₃ C ₆ 系とM ₇ C ₃ 系	全体			
実施例 1	1.3	1.1	8	20.3	70	39	8
実施例 2	2.5	1.4	5	21.5	63	23	13
実施例 3	1.2	1.2	7.5	20.7	75	36	10
実施例 4	1.5	1.0	3	14.5	63	21	18
実施例 5	2	1.3	1.5	16.5	65	0.9	20
比較例 1	3	1.2	5	20	55	25	30
比較例 2	2.5	12.5	3.5	18.5	35	19	100
比較例 3	3.5	1.5	3	21.5	50	14	25
比較例 4	2	1.0	1.5	13.5	40	11	200以上
比較例 5	2	1.2	7	21	59	33	20
比較例 6	1.5	1.2	8	21.5	53	37	18

[0032] If the V/W equivalent is adjusted to less than 0.1 (examples 1-5) in a component presentation so that clearly from Tables 1-2, the occupancy rate of carbide with a grain size of 1.0 micrometers or less becomes 60% or more among the carbide which was annealed and was crystallized behind, and the hardening time amount for making it after annealing a 64 or more-HRC degree of hardness becomes 20 or less seconds, and has become the tool steel excellent in short-time hardenability.

[0033]

[Effect of the Invention] By the above explanation, the tool steel of this invention can secure the degree of hardness after annealing to 64 or more HRC(s) also with the induction hardening of a short time of 20 or less seconds so that clearly. If it follows, for example, only use front faces, such as a roll and a gear, are hardened partially, it is useful as an ingredient of the member with which real use can fully be presented.

[Translation done.]